

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2000-087175

(43)Date of publication of application : 28.03.2000

(51)Int.Cl.

C22C 38/00

C22C 38/12

(21)Application number : 11-107587

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 15.04.1999

(72)Inventor : TOMOKIYO TOSHIMASA

TANIGUCHI YUICHI

MARUTA AKIRA

(30)Priority

Priority number : 10202073

Priority date : 16.07.1998

Priority country : JP

(54) HIGH STRENGTH STEEL SHEET EXCELLENT IN FORMABILITY AFTER WELDING AND HARDLY CAUSING SOFTENING IN WELD HEAT-AFFECTED ZONE

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high strength cold rolled steel sheet and a high strength surface treated steel sheet, capable of improvement in press formability after welding and further capable of suppression of deterioration in strength in a weld heat-affected zone.

SOLUTION: This steel sheet has a composition consisting of, by weight, 0.01-0.15% C, 0.005-1.0% Si, 0.1-2.2% Mn, 0.001-0.06% P, 0.001-0.01% S, 0.0005-0.01% N, 0.001-0.1% Al, 0.001-0.02% Ti, 0.005-0.05% Nb, 0.05-0.5% Mo, and the balance essentially Fe and satisfying inequality $0.22 \geq C(\%) + (Si/30)(\%) + (Mn/20)(\%) + (MO/15)(\%)$.

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号
特開2000-87175
(P2000-87175A)

(43) 公開日 平成12年3月28日 (2000.3.28)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 38/12	3 0 1	C 2 2 C 38/00 38/12	3 0 1 A

審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 9 頁)

(21) 出願番号	特願平11-107587	(71) 出願人	000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(22) 出願日	平成11年4月15日 (1999.4.15)	(72) 発明者	友清 寿雅 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内
(31) 優先権主張番号	特願平10-202073	(72) 発明者	谷口 裕一 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内
(32) 優先日	平成10年7月16日 (1998.7.16)	(72) 発明者	丸田 亮 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内
(33) 優先権主張国	日本 (J P)	(74) 代理人	100059096 弁理士 名嶋 明郎 (外2名)

(54) 【発明の名称】 溶接後の成形性に優れ溶接熱影響部の軟化しにくい高強度鋼板

(57) 【要約】

【課題】 溶接後のプレス成形性を良好なものとし、更に、溶接熱影響部の強度低下を抑えることが可能な高強度冷延鋼板および高強度表面処理鋼板を提供する。

【解決手段】 重量%で、C : 0.01~0.15%、S i : 0.005~1.0%、M n : 0.1~2.2%、P : 0.001~0.06%

* %, S : 0.001~0.01%、N : 0.0005~0.01%、A l : 0.001~0.1%、T i : 0.001~0.02%、N b : 0.005~0.05%、M o : 0.05~0.5%およびF eを主成分とし、且つ、下記式 (A) を満足することを特徴とする溶接後の成形性に優れ、溶接熱影響部の軟化しにくい高強度鋼板である。

$$0.22 \geq C(\%) + (Si/30)(\%) + (Mn/20)(\%) + (Mo/15)(\%) \text{ --- (A)}$$

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C : 0.01~0.15%、
 Si : 0.005 ~1.0 %、
 Mn : 0.1 ~2.2 %、
 P : 0.001 ~0.06%、
 S : 0.001 ~0.01%、
 N : 0.0005~0.01%、

*

$$0.22 \geq C(\%) + (Si/30)(\%) + (Mn/20)(\%) + (Mo/15)(\%) \text{ ----- (A)}$$

【請求項2】 Ti : 0.001 ~0.02%を含むことを特徴とする請求項1記載の溶接後の成形性に優れ溶接熱影響部の軟化しにくい高強度鋼板。

【請求項3】 請求項1、2の鋼板であって、その転位密度が平面視野 $1 \mu m^2$ あたり、50本以上10000本以下であることを特徴とする溶接後の成形性に優れ溶接熱影響部の軟化しにくい高強度鋼板。

【請求項4】 請求項1、2、3記載の高強度鋼板が熱延鋼板または冷延鋼板であることを特徴とする溶接後の成形性に優れ溶接熱影響部の軟化しにくい高強度鋼板。

【請求項5】 高強度鋼板が亜鉛めっきによる表面処理が施された高強度表面処理鋼板であることを特徴とする請求項1および2および3または4記載の溶接後の成形性に優れ溶接熱影響部の軟化しにくい高強度鋼板。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は溶接後の成形性に優れ、且つ溶接熱影響部の軟化しにくい高強度熱延鋼板、高強度冷延鋼板、高強度表面処理鋼板などの高強度鋼板に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 従来、自動車車体あるいは部品等の製造においては、プレス成形等によって成形加工された部材をスポット溶接やアーク溶接等で一体化し、組立を行っていた。そして近年、製造コストの低減を目的として、車体の軽量化や材料歩留まりを向上させるために、異なる材料強度あるいは異なる板厚の鋼板を溶接によって一体化し、その後プレス成形を行う方法が検討されている。特に、車体の軽量化を達成するために、高強度鋼板の適用検討が積極的に進められている。

【0003】 しかし、溶接後のプレス成形に際し、溶接部および溶接熱影響部が存在するため、プレス成形後溶接を行う従来の製造工程では認められなかった不具合が生じた。すなわち、プレス時の溶接部の割れによる成形性の低下や溶接熱影響部の材料の軟化である。 ※

$$0.22 \geq C(\%) + (Si/30)(\%) + (Mn/20)(\%) + (Mo/15)(\%) \text{ ----- (A)}$$

(2) Ti : 0.001 ~0.02%を含むことを特徴とする

(1) 記載の溶接後の成形性に優れ溶接熱影響部の軟化しにくい高強度鋼板、(3) 前記(1)または(2)に記載の鋼板であって、その転位密度が平面視野 $1 \mu m^2$ あたり、50本以上10000本以下であることを特徴と

* Al : 0.001 ~0.1 %、

Nb : 0.005 ~0.05%、

Mo : 0.05~0.5 %、

およびFeを主成分とし、且つ、下記式(A)を満足することを特徴とする溶接後の成形性に優れ溶接熱影響部の軟化しにくい高強度鋼板。

【数1】

10※ 【0004】 これまで、溶接部そのものの強度の改善

は、特開平3-199343号公報や特開平5-186849号公報等に多々提案されているが溶接後に成形を行うことはないため、これらの提案は明らかに技術が異なっている。また、溶接後の成形性を満足させる方法として、特開平7-26346号公報の提案がある。この技術は、極低炭素鋼の成分を最適化して溶接後の成形性を向上させるものであり、従来の極低炭素鋼に比して優れた溶接後の成形性を実現したものであるが、以下の問題が残った。

20 【0005】 すなわち、上記発明は極低炭素鋼であるため、比較的強度の低い素材であり、自動車車体のさらなる軽量化を達成するためには、高強度素材の適用が必須となるが、高強度鋼板としたときの溶接後の成形性が不明確なこと、また、溶接後の溶接熱影響部での強度の低下、すなわち、溶接熱影響部の軟化が生じるため製品の信頼性が必ずしも十分ではない。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】 本発明が解決しようとする課題は、前記のような問題を解決して、高強度鋼板の溶接後のプレス成形性を良好なものとし、さらに、溶接熱影響部の強度低下を抑えることが可能な高強度冷延鋼板、高強度表面処理鋼板などの高強度鋼板を提供することにある。

【0007】

【課題を解決するための手段】 上記課題を解決するために本発明は、(1) 重量%で、C : 0.01~0.15%、Si : 0.005 ~1.0 %、Mn : 0.1 ~2.2 %、P : 0.001 ~0.06%、S : 0.001 ~0.01%、N : 0.0005~0.01%、Al : 0.001 ~0.1 %、Nb : 0.005 ~0.05%、Mo : 0.05~0.5 %、およびFeを主成分とし、且つ、下記式(A)を満足することを特徴とする溶接後の成形性に優れ溶接熱影響部の軟化しにくい高強度鋼板、

【数2】

する溶接後の成形性に優れ溶接熱影響部の軟化しにくい高強度鋼板、(4) 前記(1)または(2)または

(3) 記載の高強度鋼板が熱延鋼板または冷延鋼板であることを特徴とする溶接後の成形性に優れ溶接熱影響部の軟化しにくい高強度鋼板、(5) 高強度鋼板が亜鉛め

つきによる表面処理が施された高強度表面処理鋼板であることを特徴とする(1)または(2)または(3)または(4)記載の溶接後の成形性に優れ溶接熱影響部の軟化しにくい高強度鋼板、とよなるものである。

【0008】

【発明の実施の形態】本発明者らは、鋼板の溶接後のプレス成形性を確保しつつ、溶接熱影響部の軟化を防止する方法として、鋼板および溶接方法について調査を行った。まず、溶接後の成形性を調査したところ、高強度鋼板を溶接した場合、溶接時の熱履歴によって母材と溶接部および溶接熱影響部の強度が変化するため、母材と溶接部および溶接熱影響部の強度-延性の相互作用の結果として溶接後のプレス成形能が決まることが判明した。そして、Mo、Nb、Ti、Al、N、C、Si、Mn、P、Sを含有し、これらの中で、Mo、Mn、Si、Cが関係式を満たした場合に溶接後の成形性を改善することを見いだした。

【0009】また、溶接熱影響部の軟化防止方法を検討した結果、NbとMoの複合添加が有効であることを知見した。これは、NbとMoを複合添加することにより、溶接によって鋼板の温度が上昇しても鋼板中の転位の消滅を抑え、この転位が析出核となって、短時間で(Nb、Mo)Cが析出し、熱影響部の軟化を抑えるものと考えられる。さらに、この効果をより明確に発揮させるためには、鋼板中の転位密度が平面視野 $1\mu\text{m}^2$ あたり、50本以上存在することが望ましい。

【0010】以下に本発明を詳細に説明する。まず、以下に鋼の成分を限定する理由について述べる。Cは、母材強度そのものの強度を保持するために不可欠な元素であると同時に溶接時に(Nb、Mo)Cを析出させ、溶接熱影響部の軟化を防止するためには、0.01%以上を必要とする。しかし、含有量が多くなると、母材の加工性が劣ると同時に溶接部が著しく硬化し延性が低下するため、0.15%を上限とする。

【0011】Siは、母材の強度を得るための補助元素として用いる。0.005%未満にするには製造コストがかかり経済的に不利であるため、0.005%を下限とし、1.0%を越えると熱延段階でのスケールの除去にコストがかかり経済的に不利であるため、1.0%を上限とする。

【0012】Mnは、母材の強度を確保するための元素であり、0.1%未満では、溶製するのにコストがかかり経済的に不利であるため、0.1%を下限とする。

2.2%を越えると母材の加工性が劣化するとともに、溶接部の成形性も劣化してしまうため2.2%を上限と*

$$0.22 \geq C(\%) + (Si/30)(\%) + (Mn/20)(\%) + (Mo/15)(\%) - \dots - (A)$$

本発明者らは、種々の化学成分を有する高強度冷延鋼板について、同一素材の突き合わせ溶接後に張り出し試験を実施し、上記(A)式の右辺と張り出し高さの関係を調査した。その結果を図1に示す。横軸は、(A)式の

* する。

【0013】Pは、0.001%未満では工業的にコスト高を招くので0.001%を下限とする。また、0.06%を越えると母材の加工性を低下させると同時に溶接部の加工性を劣化させるので上限を0.06%とする。

【0014】Sは、0.001%未満では、製造コストの上昇を招くため、0.001%を下限とする。また、0.01%を越えると、熱間脆性を起こすため、0.01%を上限とする。

【0015】Alは、鋼の脱酸に必要な元素で、0.001%未満では脱酸不足となり、ピンホールなどの欠陥を生じるので、0.001%を下限とし、0.1%を越えるとアルミナなどの介在物が増加し、鋼の延性を損ねるので0.1%を上限とする。

【0016】Nは、(Nb、Mo)Cの析出に関与し、この析出物にわずかに含まれるため、0.0005%以上含有させる。また、0.01%を越えて含まれると、熱延工程で、NbNが析出し、溶接時の溶接熱影響部の軟化防止に有効なNb量を減らすことになるため、0.01%を上限とする。

【0017】Nbは、Moとともに溶接熱影響部の軟化を防止する効果があり、本発明に必須の元素である。0.005%未満では、耐食性と溶接熱影響部の軟化防止効果がなくなるので、0.005%を下限とする。更に、溶接熱影響部の軟化をより効果的に防止するには0.01%以上が望ましい。0.05%を越えると母材の加工性が劣化するので、0.05%を上限とする。

【0018】Moは、Nbとの複合添加によって溶接熱影響部の軟化を防止するのに有効な元素であり、本発明に必須の元素である。0.05%未満では、溶接熱影響部の軟化防止効果がなくなるので、0.05%を下限とし、0.5%を越える効果が飽和するとともにキズの原因となる介在物が多くなるので、0.5%を上限とする。

【0019】Tiは、C、N、Sを固定することにより、溶接後の成形性を向上させる。この効果を発揮させるには、0.001%以上の添加が必要となる。しかし、過剰に添加すると、多量に析出した炭窒化物により母材の加工性を劣化させるので、0.02%を上限とする。

【0020】さらに本発明においては、上記の種々の成分のうち、C、Si、Mn、Mo量が下記式(A)を満たすことが重要となる。

【数3】

右辺から算出される値、縦軸は、鋼板の溶接後の張り出し高さを溶接前の鋼板の張り出し量で除して標準化した値(成形性指数)であり、成形性指数が大きいものほど溶接後の成形性が優れるものとなる。図1より、式

(A) が成り立つ場合、すなわちC、Si、Mn、Moの添加量が本発明に従っている場合には、成形性指数が大きく成形性に優れることがわかる。

【0021】これは、C、Si、Mn、Moは、溶接時の溶接部および熱影響部の強度を高めるため、過剰の添加は溶接部および溶接熱影響部の延性を低くし、結果として溶接後の成形性を劣化させるものと考えられる。

【0022】また、図1に示したデータの溶接は、種々の溶接方法（TIG溶接、プラズマ溶接、レーザ溶接、シーム溶接（マッシュシーム）溶接）について、結果であり、本発明では、溶接方法が異なっても、式（A）を満足する化学成分であれば、溶接後の成形性はほぼ同等となる。

【0023】さらに、鋼板中に不可避免的に存在するCr、B、Cu、Ni、V、Ca、Mg等の副成分は、本発明鋼の特性をなんら阻害するものではないが、多量に存在すると再結晶温度の上昇、また圧延性を低下させるため製造を困難にする恐れがある。このため、これらの副成分はCr、Cu、Niは0.1%以下、Mg、Caは0.01%以下、Bは0.005%以下、Vは0.01%以下に制限するのが望ましい。

【0024】本発明の高強度鋼板の製造方法は、用途や必要特性に応じて適宜選択すれば良い。上記成分に調整された鋼を例えば以下の方法に従い鋼板となす。まず、転炉で鋼を溶製し、連続鋳造法によりスラブとなす。このスラブを高温状態のまま、あるいは、室温まで冷却した後加熱炉に挿入し1000～1250℃の温度範囲で加熱し、その後、800～950℃の温度範囲で仕上圧延を行い、ついで700℃以下の温度で巻き取って熱延鋼板とする。次いで、酸洗、冷延後、焼鈍を行い、冷延鋼板とする。高強度表面処理鋼板の場合は、さらに熱延鋼板または冷延鋼板にめっきを施す。焼鈍は、700℃以上900℃未満が好ましい。700℃以上では、十分な再結晶が行われず、母材そのものの加工性が安定的に得られにくい。このため、焼鈍温度は700℃を下限とする。また、900℃を越えると母材の結晶粒が粗大化しプレス時に肌荒れを起こす場合があるので、これを上限とする。

【0025】例えば自動車用、家電用、建材用として使用される高強度鋼板は、特に薄鋼板はその多くが溶融亜鉛めっき鋼板であり、溶融亜鉛めっきを施す場合は、通常、焼鈍とめっきが同じ設備（又は同一設備列）で行われる。めっき量としては、 $3\text{mg}/\text{m}^2 \sim 800\text{g}/\text{m}^2$ を鋼板表面に施す。 $3\text{mg}/\text{m}^2$ 未満では防食作用がなくなり、めっきの目的を果たすことができない。また、 $800\text{g}/\text{m}^2$ を越えると溶接時にブローホールなどの欠陥が著しく発生しやすくなるため、めっき量は、上記の範囲内とする。また、溶融亜鉛めっきのように、焼鈍およびめっきを同時に行った場合や、焼鈍の後、電気めっき、有機複合皮膜を施した場合にも本発明

の効果は損なわれない。

【0026】さらに、得られた高強度熱延鋼板や高強度冷延鋼板および高強度表面処理鋼板（例えば溶融亜鉛めっき鋼板等）にその転位密度が平面視野 $1\mu\text{m}^2$ 当たり50本以上であることで溶接熱影響部の軟化を抑える効果がある。転位密度の個数は場所や方位によってばらつくが、透過電子顕微鏡の10視野の平均値をとり、その値が50本/ $1\mu\text{m}^2$ 以上であれば、溶接時の（Mb、Mo）Cが短時間で析出し、溶接熱影響部の軟化をより効果的に抑制する。また、転位密度が10000本/ $1\mu\text{m}^2$ を越えると、プレス成形性が劣化し、割れが発生する恐れがあるため、上限を10000本/ $1\mu\text{m}^2$ とした。なお、通常の焼鈍材では、転位密度は5～20本/ $1\mu\text{m}^2$ であるので、この効果を得るには、伸び率にして1.0%以上10.0%未満の塑性ひずみを加えればよい。ひずみを加える方法としては、スキンプラス圧延、あるいは、鋼板に切り出した後引張りひずみを加えるなどの方法による。かくして、溶接後の成形性に優れ溶接熱影響部の軟化しにくい高強度熱延鋼板や高強度冷延鋼板や高強度表面処理鋼板などの高強度鋼板を得る。

【0027】

【実施例】（実施例1）表1に示す化学成分の鋼を転炉で溶製し、連続鋳造でスラブとした後、熱延を施し、高強度薄鋼板とした。（板厚：2.0mm）さらに同一スラブを用い熱延、冷延を施し高強度薄鋼板とした。（板厚：1.4mm）その後、一部のものについては、溶融亜鉛めっき（ $45\text{g}/\text{m}^2$ ）を施し高強度薄鋼板とした。塑性ひずみは、スキンプラス圧延により加えた。

【0028】製造された高強度薄鋼板について、機械特性として引っ張り試験（JIS Z 2201）を実施した。また、鋼板中の転位密度を測定した。転位密度は、透過電子顕微鏡により平方視野 $1\mu\text{m}^2$ 当たりの転位の数を10視野について計測し、その平均値を転位密度とした。これらの測定結果を表1及び2に示した。

【0029】これらの高強度鋼板について、同一鋼種の高強度鋼板の付け合わせ溶接を施し、評価を行った。溶接は、レーザ溶接で行った（レーザ出力：2kW、溶接速度：2m/min、シールドガス：Ar（20L/min））。

【0030】溶接後の評価は、成形性と溶接熱影響部の軟化状況を調査した。成形性は、エリクセン試験（JIS Z 2247、B法）によって評価し、溶接部の限界張り出し高さを母材の限界張り出し高さで除し、成形性指数とした。溶接熱影響部の軟化状況は、図2に示すように溶接部を含む断面をビッカース硬度計（荷重：0.1kg）によって測定した。測定は、板厚の1/2の位置で間隔は0.3mmとし、母材硬さと最軟化部の硬さの差を測定し、溶接熱影響部の軟化性を評価した。結果を表2に示す。

【0031】（実施例2）表1に示した、鋼スラブの一部を用いて、最終板厚の異なる高強度冷延鋼板および高強度表面処理鋼板を製造した。製造プロセスは、表1に

示した製造条件とほぼ同じで、板厚の変更は、熱間圧延の圧下率を変更して行った。

【0032】これらの鋼板を組合せ、各種溶接法（レーザー溶接、マッシュシーム溶接、プラズマ溶接）で突き合わせ溶接を行い、成形性と溶接熱影響部の軟化状況を調査した。鋼種の組合せ、溶接方法、成形性及び溶接熱影響部の軟化調査結果をまとめて表3及び表4に示した。成形性の調査方法は、実施例1と同様である。また、溶接熱影響部の軟化状況の調査方法は、実施例1と同様にビッカース硬度計（荷重：0.1kg）によって測定し、測定位置は薄板側の板厚の1/2の位置で間隔を0.3 mmとした。

【0033】溶接条件は、レーザー溶接：溶接速度：2 m/min、シールドガス：Ar (20L/min)、プラズマ溶接：溶接速度0.7 m/min、シールドガス：Ar (6

L/min)、マッシュシーム溶接：溶接速度：4 m/min、加圧力：10 kN、ラップ代：2 mmとし、各溶接方法での入熱は、各鋼板の組合せの条件で、溶接部の溶け落ち、溶着が生じない最大の入熱として、適宜変更した。

【0034】表3及び表4の結果から、本発明鋼同士の板組合せの条件では、比較鋼同士の板組合せの条件に比較して、溶接後の成形性、また溶接熱影響部の軟化特性ともに優れていることがわかる。また、本発明鋼と比較鋼を組み合わせた場合では、溶接熱影響部の軟化は生じているが、比較鋼同士を組み合わせた場合よりも、溶接後の成形性が優れていることがわかる。

【0035】

【表1】

No	鋼種	鋼の成分 (%)											式(A)の 右辺の値		熱延条件 (°C)		焼鈍温度 (°C)	めっきの 有無	延伸率 (%)	単位密度 (本/μm ²)
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Mo	加熱温度	巻取温度							
A1	冷延鋼板	0.01	0.46	0.15	0.030	0.002	0.045	0.0030	0	0.020	0.23	0.05	1170	480		810	無	2.0	83	
A2	"	0.01	0.45	0.50	0.025	0.008	0.033	0.0025	0	0.010	0.15	0.07	1100	450		850	"	1.5	63	
A3	"	0.02	0.51	0.15	0.040	0.009	0.025	0.0023	0	0.030	0.18	0.06	1050	440		880	"	1.2	63	
A4	"	0.05	0.30	0.15	0.033	0.006	0.018	0.0040	0	0.030	0.22	0.08	1030	480		805	"	1.5	62	
A5	"	0.05	0.68	0.50	0.015	0.008	0.070	0.0035	0.015	0.040	0.25	0.11	1180	470		830	"	3.0	123	
A6	"	0.05	0.81	1.00	0.023	0.010	0.006	0.0028	0.010	0.020	0.27	0.15	1140	430		810	"	1.8	65	
A7	"	0.08	0.61	1.20	0.040	0.003	0.040	0.0026	0.010	0.040	0.26	0.18	1100	490		850	"	1.5	76	
A8	"	0.10	0.86	1.25	0.014	0.005	0.025	0.0022	0	0.050	0.35	0.21	1120	300	亜鉛メッキ	820	"	1.2	53	
A9	"	0.08	0.01	1.48	0.014	0.006	0.048	0.0031	0.011	0.014	0.30	0.17	1180	550	"	810	"	1.5	62	
A10	"	0.06	0.20	0.96	0.011	0.005	0.017	0.0027	0	0.007	0.07	0.12	1150	500	"	805	"	1.5	63	
A11	熱延鋼板	0.05	0.68	0.50	0.015	0.008	0.070	0.0035	0.015	0.040	0.25	0.11	1180	470	無	---	無	1.5	62	
A12	"	0.05	0.68	0.50	0.015	0.008	0.070	0.0035	0.015	0.040	0.25	0.11	1180	470	亜鉛メッキ	---	亜鉛メッキ	1.5	61	
B1	冷延鋼板	0.01	0.46	0.15	0.030	0.002	0.045	0.0030	0.010	0	0	0.03	1150	490		770	無	1.0	49	
B2	"	0.12	0.28	1.50	0.040	0.005	0.018	0.0040	0.010	0.030	0.45	0.23	1250	480		810	"	0.8	45	
B3'	"	0.20	0.22	1.00	0.042	0.006	0.018	0.0040	0	0.030	0.22	0.27	1280	680		820	"	0	10	
B4	"	0.15	0.41	1.30	0.036	0.002	0.045	0.0030	0.015	0.020	0.15	0.24	1250	700		800	"	0	15	
B5	"	0.12	0.35	1.80	0.047	0.005	0.035	0.0035	0.010	0.030	0.40	0.25	1230	420		780	"	0	23	
B6	"	0.03	0.62	0.20	0.022	0.005	0.040	0.0025	0.010	0	0.30	0.08	1200	560	亜鉛メッキ	770	"	0	17	
B7	"	0.16	0.50	1.65	0.018	0.005	0.039	0.0036	0	0.021	0	0.25	1050	500	"	810	"	1.0	51	
B8	"	0.06	0.20	0.96	0.011	0.005	0.017	0.0027	0	0.040	0	0.11	1150	550	"	805	"	1.2	53	
B9	熱延鋼板	0.12	0.28	1.50	0.040	0.005	0.018	0.0040	0.010	0.030	0.45	0.25	1280	680	無	---	無	1.5	67	
B10	"	0.12	0.46	0.15	0.030	0.002	0.045	0.0030	0.010	0	0	0.03	1150	490	亜鉛メッキ	---	亜鉛メッキ	1.5	63	

【0036】

【表2】

	No.	引張強度 (N/mm ²)	成形性		溶接熱影響部軟化特性			
			成形性 指数	成形性 判定*1	硬さ (Hv0.1)			軟化度 判定*2
					母材	最軟化部	差	
本 発 明 鋼	A1	422	0.95	○	140	140	0	○
	A2	471	0.92	○	150	148	2	○
	A3	481	0.90	○	152	150	2	○
	A4	520	0.89	○	161	158	3	○
	A5	549	0.91	○	170	170	0	○
	A6	608	0.92	○	182	181	1	○
	A7	696	0.89	○	205	203	2	○
	A8	785	0.82	○	221	220	1	○
	A9	598	0.88	○	196	195	1	○
	A10	500	0.86	○	161	155	9	○
	A11	520	0.89	○	168	167	1	○
	A12	520	0.89	○	168	168	0	○
比 較 鋼	B1	392	0.93	○	138	108	30	×
	B2	667	0.75	×	198	197	1	○
	B3	598	0.35	×	182	180	2	○
	B4	686	0.53	×	203	199	4	○
	B5	686	0.76	×	202	202	0	○
	B6	422	0.92	○	141	123	18	×
	B7	569	0.72	×	172	141	31	×
	B8	461	0.89	○	153	123	30	×
	B9	667	0.75	×	198	197	1	○
	B10	382	0.89	×	135	103	32	×

*1) 成形性判定: 成形性指数 > 0.8 を ○ (良好) とした。

*2) 軟化度判定: 硬さの差が 10 未満 を ○ (良好) とした。

【0037】

【表3】

	鋼板組合せ				溶接方法	成形性 指数 ^{*1}	溶接熱影響部軟化特性			
	鋼種	板厚 (mm)	鋼種	板厚 (mm)			母材硬度 (Hv0.1) ^{*2}	最軟化部 硬度(Hv0.1)	差	軟化度 判定 ^{*3}
本発明 鋼 + 本発明 鋼	A1	1.4	A1	1.4	レーザー溶接	0.95	140	140	0	○
	A1	1.4	A9	1.4	"	0.85	"	139	1	○
	A1	1.4	A8	1.4	"	0.80	"	140	0	○
	A1	1.4	A1	1.4	マッシューム溶接	0.97	"	138	2	○
	A1	1.4	A9	1.4	"	0.92	"	137	3	○
	A1	1.4	A8	1.4	"	0.82	"	137	3	○
	A1	1.4	A1	1.4	プラズマ溶接	0.93	"	140	0	○
	A1	1.4	A9	1.4	"	0.84	"	139	1	○
	A1	1.4	A8	1.4	"	0.79	"	139	1	○
	A1	1.0	A1	1.4	レーザー溶接	0.86	139	139	0	○
	A1	1.0	A9	1.4	"	0.84	"	139	0	○
	A1	1.0	A8	1.4	"	0.80	"	139	0	○
	A1	0.8	A1	1.4	"	0.82	141	140	1	○
	A1	0.8	A9	1.4	"	0.78	"	141	0	○
	A1	0.8	A8	1.4	"	0.77	"	140	1	○
	A1	1.0	A1	1.4	マッシューム溶接	0.88	139	138	1	○
	A1	1.0	A9	1.4	"	0.85	"	137	2	○
	A1	1.0	A8	1.4	"	0.81	"	135	4	○
	A1	0.8	A1	1.4	"	0.85	141	140	1	○
	A1	0.8	A9	1.4	"	0.80	"	139	2	○
	A1	0.8	A8	1.4	"	0.79	"	139	2	○
	A1	1.0	A1	1.4	プラズマ溶接	0.84	139	139	0	○
	A1	1.0	A9	1.4	"	0.81	"	139	0	○
	A1	1.0	A8	1.4	"	0.80	"	139	0	○
	A1	0.8	A1	1.4	"	0.75	141	140	1	○
	A1	0.8	A9	1.4	"	0.70	"	140	1	○
	A1	0.8	A8	1.4	"	0.65	"	140	1	○
本発明 鋼 + 比較鋼	A9	1.4	B1	1.4	レーザー溶接	0.93	138	108	30	×
	A9	1.4	B1	1.4	マッシューム溶接	0.95	"	105	33	×
	A9	1.4	B1	1.4	プラズマ溶接	0.91	"	106	32	×
	A9	1.4	B1	1.0	レーザー溶接	0.83	139	98	41	×
	A9	1.4	B1	1.0	マッシューム溶接	0.85	"	95	44	×
	A9	1.4	B1	1.0	プラズマ溶接	0.80	"	97	42	×

【0038】

* * 【表4】 (表3のつづき)

	鋼板組合せ				溶接方法	成形性 指数 ^{*1}	溶接熱影響部軟化特性			
	鋼種	板厚 (mm)	鋼種	板厚 (mm)			母材硬度 (Hv0.1) ^{*2}	最軟化部 硬度(Hv0.1)	差	軟化度 判定 ^{*3}
本発明 鋼 + 比較鋼	A9	1.4	B3	1.4	レーザー溶接	0.67	182	181	1	○
	A9	1.4	B3	1.4	マッシューム溶接	0.72	"	180	2	○
	A9	1.4	B3	1.4	プラズマ溶接	0.65	"	181	1	○
	A9	1.4	B3	1.0	レーザー溶接	0.65	180	180	0	○
	A9	1.4	B3	1.0	マッシューム溶接	0.68	"	179	1	○
	A9	1.4	B3	1.0	プラズマ溶接	0.63	"	180	0	○
比較鋼 + 比較鋼	B1	1.4	B1	1.0	レーザー溶接	0.87	139	109	30	×
	B1	1.4	B1	1.0	マッシューム溶接	0.89	"	108	31	×
	B1	1.4	B1	1.0	プラズマ溶接	0.85	"	108	31	×
	B1	1.4	B3	1.4	レーザー溶接	0.36	138	105	33	×
	B1	1.4	B3	1.4	マッシューム溶接	0.40	"	100	38	×
	B1	1.0	B3	1.4	プラズマ溶接	0.30	"	102	36	×
	B1	0.8	B3	1.0	レーザー溶接	0.35	"	110	28	×
	B1	0.8	B3	1.0	マッシューム溶接	0.39	"	103	35	×
	B1	0.8	B3	1.0	プラズマ溶接	0.28	"	108	30	×

*1) 成形性指数: 同一鋼種および同一板厚の付合わせ溶接した場合の張り出し
限界高さで、各条件での張り出し高さを除いて算出。

*2) 母材硬度: 異鋼種の板組の場合、軟質側の硬度を母材硬度とした。

*3) 軟化度判定: 軟化度判定: 硬さの差が10未満を○(良好)とした。

【0039】

接熱影響部の軟化しにくい高強度熱延鋼板や高強度冷延

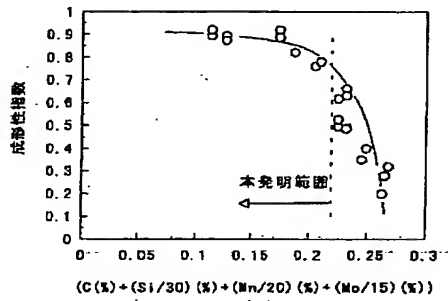
【発明の効果】本発明により、溶接後の成形性に優れ溶 50 鋼板や高強度表面処理鋼板などの高強度鋼板を提供する

ことができ、工業上大きな効果が期待できる。

【図面の簡単な説明】

【図1】式(A)の右辺 $(C(\%) + (Si/30)(\%) + (Mn/20)(\%) +$ *

【図1】



* $(Mo/15)(\%)$ が成形性指数に及ぼす影響について示した図である。

【図2】溶接熱影響部の硬さ測定概略図である。

【図2】

